

(19)日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平10-72620

(43)公開日 平成10年(1998)3月17日

(51) Int.Cl. ⁶	識別記号	府内整理番号	F I	技術表示箇所
C 21 D 8/00		9270-4K	C 21 D 8/00	A
B 21 B 3/00			B 21 B 3/00	D
C 22 C 38/00	301		C 22 C 38/00	301B
	38/06		38/06	

審査請求 未請求 請求項の数4 O L (全 7 頁)

(21)出願番号 特願平9-166132	(71)出願人 川崎製鉄株式会社 兵庫県神戸市中央区北本町通1丁目1番28号
(22)出願日 平成9年(1997)6月23日	(72)発明者 木村 達己 岡山県倉敷市水島川崎通1丁目(番地なし) 川崎製鉄株式会社水島製鉄所内
(31)優先権主張番号 特願平8-169437	(72)発明者 内田 清 岡山県倉敷市水島川崎通1丁目(番地なし) 川崎製鉄株式会社水島製鉄所内
(32)優先日 平8(1996)6月28日	
(33)優先権主張国 日本(J P)	(74)代理人 弁理士 杉村 晓秀(外9名)

最終頁に続く

(54)【発明の名称】材質ばらつきが少なくかつ溶接性に優れるH形鋼の製造方法

(57)【要約】

【課題】圧延後の冷却速度における制約のない、フランジ厚み方向およびロット間などでの材質ばらつきが少なく、しかも溶接性に優れた、高強度高韌性のH形鋼の製造方法について提案する。

【解決手段】C:0.001~0.040wt%、Si:0.60wt%以下、Mn:0.20~3.00wt%、B:0.0001~0.0050wt%およびAl:0.050wt%以下を含有する鋼素材に熱間圧延を施してH形鋼を製造するに当たり、該鋼素材を1050~1350°Cの温度に加熱後、1100~950°Cの温度範囲において、H形鋼のフランジに、1バスの圧下率が5~10%でかつ累積圧下率が20%以上となる圧下を施す。

【特許請求の範囲】

【請求項1】C : 0.001 ~ 0.040 wt%,
Si : 0.60wt%以下、
Mn : 0.20~3.00wt%、
B : 0.0001~0.0050wt%および
Al : 0.050 wt%以下

を含有する鋼素材に熱間圧延を施してH形鋼を製造するに当たり、該鋼素材を1050~1350°Cの温度に加熱後、1100~950 °Cの温度範囲において、H形鋼のフランジに、1パスの圧下率が3~10%かつ累積圧下率が20%以上となる圧下を施すことを特徴とする材質ばらつきが少なくかつ溶接性に優れるH形鋼の製造方法。

【請求項2】C : 0.001 ~ 0.040 wt%,
Si : 0.60wt%以下、
Mn : 0.20~3.00wt%、
B : 0.0001~0.0050wt%および
Al : 0.050 wt%以下

を含有する鋼素材に熱間圧延を施してH形鋼を製造するに当たり、該鋼素材を1050~1350°Cの温度に加熱後、1100~950 °Cの温度範囲において、H形鋼のフランジに、1パスの圧下率が3~10%かつ累積圧下率が20%以上となる圧下を施したのち、400 ~ 800 °Cの温度域において、等温保持または1 °C / s以下の冷却を少なくとも30 sは行うことを特徴とする材質ばらつきが少なくかつ溶接性に優れるH形鋼の製造方法。

【請求項3】請求項1または2において、鋼素材が、さらに

Cr : 0.5 wt%以下、
Ni : 1.50wt%以下、
Mo : 0.50wt%以下、
V : 0.20wt%以下、
Ti : 0.050 wt%以下、
Nb : 0.100 wt%以下および
Cu : 2.00wt%以下

のうちから選んだ1種または2種以上を含有する組成になる材質ばらつきが少なくかつ溶接性に優れるH形鋼の製造方法。

【請求項4】請求項1、2または3において、鋼素材が、さらにREM : 0.0200wt%以下およびCa : 0.0100wt%以下の1種または2種を含有する組成になる材質ばらつきが少なくかつ溶接性に優れるH形鋼の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】この発明は、建築、海洋構造物、造船、貯槽、土木、建設機械等の分野で使用されるH形鋼、中でもフランジ部の厚みが30mm以上とりわけ50 mm以上の材質ばらつきが少なくかつ溶接性に優れるH形鋼の製造方法に関する。

【0002】

【従来の技術】H形鋼は、上記のように、様々な分野で

使用され、高強度化や高靱性化などの特性の改善がはかられているが、近年では、これらの特性が厚み方向において均一でありかつ鋼材間でのばらつきも小さいことが、要求されている。

【0003】例えば、「鉄と鋼 第74年(1988)第6号」の第11~21頁には、建築物の高層化が進むにつれ、巨大地震に対して建築物の変形により振動エネルギーを吸収し倒壊を防ぐ設計がとられるようになってきたことが報告されている。具体的には、地震発生時に建築物の骨組みを所定形状で崩壊させ、この骨組み材の塑性化によって建物の倒壊を防ぐものである。すなわち、地震発生時に建築物の骨組みが、設計者の意図した挙動を示すことが前提になり、建築物の柱や梁などの鋼材の耐力比を設計者が完全に把握していることが必要である。従って、柱や梁などに用いるH形鋼などの鋼材は均質であることが不可欠であり、鋼材の強度ばらつきは大きな問題となる。

【0004】ここで、建築や造船などに供する鋼材には高張力かつ高靱性が要求されるところから、この種の鋼材は、制御圧延制御冷却法、いわゆるTMCP法に従って製造されるのが通例である。しかし、このTMCP法によって肉厚の鋼材を製造すると、圧延後の冷却処理における冷却速度が厚み方向あるいは各鋼材間で異なって組織が変化するため、得られた鋼材の厚み方向あるいは各鋼材間で材質のばらつきが発生するのである。材質のばらつきとしては、H形鋼におけるウェブおよびフランジ間での冷却が不均一になってウェブおよびフランジ間に現れるもの、または各ロット間に現れるもの等がある。

【0005】上記用途のH形鋼では、フランジ厚みが30 mm以上、中には50mm以上に達するものがある。従って、フランジ内においても上記冷却むらが生じることがあり、極厚H形鋼ではフランジでの材質ばらつきを解消することが、特に求められる。

【0006】ここで、特開昭63-179020号公報では、成分、圧下量、冷却速度および冷却終了温度を制御することにより、板厚方向断面における硬度差を小さくすることが提案されている。しかしながら、厚鋼板、とりわけ50mmをこえるような部位では、厚み方向の冷却速度分布が必然的に生じるために、上記の提案によって、厚み方向断面における硬度差を抑制することは難しい。

【0007】また、上記した用途のH形鋼では、高強度化、そして高靱性化をはかることも重要であり、従来は、再加熱焼き入れ焼き戻し処理によって、微細な焼き戻しマルテンサイト組織を得る手法が、主に用いられている。しかし、焼き戻しマルテンサイト組織を得る手法は、再加熱焼き入れ焼き戻し処理に要するコストが高く、また焼き入れ性を増大させるために溶接性の指標である、溶接割れ感受性指数(P_{cw})が高くなり、また溶接熱影響部(以下、HAZという)の靱性が劣化することも問題となる。

【0008】

【発明が解決しようとする課題】この発明は、上記の問題を解消した、すなわち圧延後の冷却速度における制約のない、フランジ厚み方向およびロット間などの材質ばらつきが少なく、しかも溶接性に優れた、高強度高韌性のH形鋼の製造方法について提案することを目的とする。

【0009】

【課題を解決するための手段】H形鋼の特にフランジでの材質ばらつきは、冷却工程における、フランジ表面から中心部までの厚み方向冷却速度の大幅な変化あるいは製造条件のばらつきによる冷却速度の変化から、組織変動が発生することに起因している。この組織変動を回避するには、広い冷却速度範囲で均質の組織を得ることが肝要である。

【0010】そこで、発明者らは、製造条件が変化しても均質の組織を得る手法に関して、原点に立ち戻って検討を重ねたところ、成分組成を新たに設計し直すことによって、冷却速度の変化にかかわらず厚み方向の組織を一定とした、材質ばらつきの少ないH形鋼が得られることを知見するに至った。すなわち、極低炭素および高Mnの下にBを適量添加することによって、組織を冷却速度に依存することなくベイナイト主体の組織、具体的には体積率で50%以上をベイナイト組織とした。さらに、C量を極端に少なくしてP_{eu}を小さくしたために、良好な溶接性が得られることも見出し、これらを総合して上記課題を解決した。

【0011】すなわちこの発明は、(1) C : 0.001 ~ 0.040 wt%、Si : 0.60wt%以下、Mn : 0.20~3.00wt%、B : 0.0001~0.0050wt%およびAl : 0.050 wt%以下を含有する鋼素材に熱間圧延を施してH形鋼を製造するに当たり、該鋼素材を1050~1350°Cの温度に加熱後、1100~950 °Cの温度範囲において、H形鋼のフランジに、1バスの圧下率が3~10%でかつ累積圧下率が20%以上となる圧下を施すことを特徴とする材質ばらつきが少なくかつ溶接性に優れるH形鋼の製造方法（第1発明）、(2) C : 0.001 ~ 0.040 wt%、Si : 0.60wt%以下、Mn : 0.20 ~ 3.00wt%、B : 0.0001~0.0050wt%およびAl : 0.050 wt%以下を含有する鋼素材に熱間圧延を施してH形鋼を製造するに当たり、該鋼素材を1050~1350°Cの温度に加熱後、1100~950 °Cの温度範囲において、H形鋼のフランジに、1バスの圧下率が3~10%でかつ累積圧下率が20%以上となる圧下を施したのち、400 ~ 800 °Cの温度域において、等温保持または1 °C / s以下の冷却を少なくとも30 sは行うことを特徴とする材質ばらつきが少なくかつ溶接性に優れるH形鋼の製造方法（第2発明）、(3) 第1発明または第2発明において、鋼素材が、さらにCr : 0.5 wt%以下、Ni : 1.50wt%以下、Mo : 0.50wt%以下、V : 0.20wt%以下、Ti : 0.050 wt%以下、Nb : 0.100 wt%以下およびCu : 2.00wt%以下のうちから選んだ

1種または2種以上を含有する組成になる材質ばらつきが少なくかつ溶接性に優れるH形鋼の製造方法（第3発明）および(4) 第1発明、第2発明または第3発明において、鋼素材が、さらにREM : 0.0200wt%以下およびCa : 0.0100wt%以下の1種または2種を含有する組成になる材質ばらつきが少なくかつ溶接性に優れるH形鋼の製造方法（第4発明）である。

【0012】

【作用】次に、この発明の鋼材の各化学成分の限定理由について説明する。

C : 0.001 ~ 0.040 wt%

Cは、冷却速度に依存することなしにベイナイト主体の組織を得るために0.001 wt%以上の含有量が必要である。一方、0.040 wt%をこえると、硬質のマルテンサイトが生成し易くなつて組織および硬さが不均一になる上、焼入れ硬化能が大きくなつて溶接割れ感受性およびHAZ 韌性が劣化するため、上限を0.040 wt%とする。

【0013】Si : 0.60wt%以下

Siは、強度を確保するために、好ましくは0.03wt%以上で含有するが、その含有量が0.60wt%をこえるとHAZ 韌性を阻害するために、0.60wt%以下、好ましくは0.30wt%以下の範囲に限定する。

【0014】Mn : 0.20~3.00wt%

Mnは、低C鋼においてベイナイト組織を安定して得るのに有効な成分であり、0.20wt%以上、好ましくは1.0 wt%以上は必要である。一方、3.00wt%をこえる含有は、HAZ 韌性を劣化するため、3.00wt%以下、好ましくは0.5 wt%以上および2.5 wt%以下の範囲とする。

【0015】B : 0.0001~0.0050wt%

Bは、低C鋼においてベイナイト組織を安定して得るのに有効な成分であり、0.0001wt%以上は必要である。一方、0.0050wt%をこえると焼入れ性向上効果は飽和する上、母材およびHAZ の韌性を低下する傾向が現れるため、0.0050wt%以下、好ましくは0.0025wt%以下に限定する。

【0016】Al : 0.050 wt%以下

Alは、脱酸材として好ましくは0.005 wt%以上は含有するが、0.050 wt%をこえると、脱酸効果は飽和する上、母材およびHAZ の韌性を低下する傾向が現れるため、0.050 wt%以下とする。

【0017】この発明は、上記の基本組成に成分調整することによって、特に圧延後の冷却速度にほとんど依存しないで、均質な組織、具体的には体積率で50%以上がベイナイトの組織が得られるところに特徴がある。この特徴は、図1に結果を示す実験から、明らかである。

【0018】すなわち、この発明に従う成分に調整した鋼（発明例）と、建築材料に用いられる在来の鋼（従来例）とに関して、製造工程における冷却速度を、0.1 ~ 50°C / sの間で種々に変化させて得た鋼板の引張り強さを調査した結果について、図1に示す。同図から、この

発明に従う成分に調整することによって、冷却速度に依存しないで一定した強度が得られることがわかる。特に、従来は予測できないほど広範囲の冷却速度において、Y.S およびT.S 値のばらつきが少なくなる。これは、上述のとおり、MnおよびBを適量添加が寄与するところである。従って、厚鋼板の厚み方向で冷却速度が変化しても、冷却速度に依存して強度が変化することなく、厚み方向に材質ばらつきの少ない厚鋼板が得られるのである。

【0019】なお、発明例は、C : 0.028 wt%、Si : 0.32wt%、Mn : 1.96wt%、B : 0.0012wt%、Al : 0.016 wt%、Cu : 1.26wt%およびNi : 0.68wt%を含み、残部鉄および不可避的不純物になる成分組成になり、一方、従来例は、C : 0.14wt%、Si : 0.4 wt%、Mn : 1.31wt%、A1 : 0.024 wt%、Nb : 0.015 wt%、Ti : 0.013 wt%であった。この結果は、フランジ厚が30mm以上、中には50mm以上にも達する極厚H形鋼へ適用した際に前述した材質ばらつきを大幅に低減できることを示すものである。

【0020】また、この発明においては、上記基本成分に、所定の化学成分を添加することによって、強度や韌性のレベルを自在に制御することができる。このとき、既に獲得した組織は、新たな成分の添加に影響されることが少ないため、材質ばらつきの少ない高強度および/または高韌性の厚鋼板が容易に得られるのである。

【0021】まず、強度向上をはかるために、Cr : 0.5 wt%以下、Ni : 1.50wt%以下、Mo : 0.50wt%以下、V : 0.20wt%以下、Ti : 0.050 wt%以下、Nb : 0.100 wt%以下およびCu : 2.00wt%以下の1種または2種以上を、添加することができる。

【0022】Cr : 0.5 wt%以下

Crは、母材および溶接部の強度を高めるのに有効であるが、0.5 wt%をこえて添加すると溶接性やHAZ の韌性が劣化するため、0.5 wt%以下の範囲で添加する。なお、十分な強度上昇効果を得るために0.05wt%以上で含有することが好ましい。

【0023】Ni : 1.50wt%以下

Niは、強度および韌性を向上し、またCuを添加した場合には圧延時のCu割れを防止するのに有効であるが、高価である上、過剰に添加してもその効果が飽和するため、1.50wt%以下の範囲で添加する。なお、十分なじん性上昇効果を得るために0.05wt%以上で含有することが好ましい。

【0024】Mo : 0.50wt%以下

Moは、常温および高温での強度を上昇するのに有効であるが、0.50wt%をこえると、溶接性やHAZ の韌性が劣化するため、0.50wt%以下の範囲で添加する。なお、十分な強度上昇効果を得るために0.05wt%以上で含有することが好ましい。

【0025】V : 0.20wt%以下

Vは、析出強化による強度上昇の効果を有するが、0.20

wt%をこえて添加すると溶接性が阻害されるため、0.20 wt%以下、好ましくは0.10wt%以下とする。なお、十分な強度上昇効果を得るために0.04wt%以上で含有することが好ましい。

【0026】Ti : 0.050 wt%以下

Tiは、強度の向上に加えて、HAZ の結晶粒粗大化を抑制してHAZ 韌性を向上するのに有効であるが、0.050 wt%をこえると韌性が劣化するから、0.050 wt%を上限とする。なお、十分なHAZ ジン性上昇効果を得るために0.005 wt%以上で含有することが好ましい。

【0027】Nb : 0.100 wt%以下

Nbは、析出強化および変態強化を発揮させるために有効であるが、0.100 wt%をこえると、母材およびHAZ の韌性を低下するため、0.100 wt%以下、好ましくは0.070 wt%以下とする。なお、十分な強度上昇効果を得るために0.010 wt%以上で含有することが好ましい。

【0028】Cu : 2.00wt%以下

Cuは、析出強化を発揮させるために有効であるが、2.00 wt%をこえると熱間加工性を劣化するから、2.00wt%以下とする。なお、十分な強度上昇効果を得るために0.50 wt%以上で含有することが好ましい。

【0029】また、HAZ の韌性向上をはかるために、Ca およびREM の1種または2種を添加することができる。

REM : 0.0200wt%以下

Ca : 0.0100wt%以下

REM およびCaは、オキシカルファイドとなってオーステナイト粒の粒成長を抑制してHAZ の韌性を向上するが、過剰に添加すると鋼の清浄を損なうため、それぞれ上記の範囲に従って添加する。なお、十分に韌性を向上するためには、REMおよびCaはいずれも0.0010wt%以上で含有することが好ましい。

【0030】上記成分組成の鋼は、上述した基本組成に成分調整することによって、均質なベイナイト組織が得られ、さらに高韌性化に併せて、高強度および溶接性を確保するには、次に示す製造工程が有利に適合する。

【0031】すなわち、上述した基本組成に成分調整した鋼素材を、1050~1350°Cの温度に加熱後、1100~950 °Cの温度範囲において、H形鋼のフランジに、1パスの圧下率が5~10%でかつ累積圧下率が20%以上となる圧下を施す工程、あるいは上記と同様に圧下を施したのち、400 ~800 °Cの温度域において、等温保持または1 °C / s以下の冷却を少なくとも30 sは行う工程が、それぞれ高強度化および溶接性の向上に有効である。

【0032】ここで、加熱温度を1050°C以上とするのは、組織を一旦オーステナイトとして均質化をはかるためであり、一方、加熱温度が1350°Cをこえると、鋼材の表面酸化が激しくなるため、1350°C以下とする。

【0033】次いで、熱間圧延では、1100~950 °Cの温度範囲において、H形鋼のフランジに、1パスの圧下率が5~10%でかつ累積圧下率が20%以上となる圧下を施

すことによって、再結晶細粒化をはかる。すなわち、部分再結晶に必要である、1パスの圧下率が5~10%の圧下を繰り返し行って、その累積圧下率を20%以上することによって、再結晶細粒化を達成して韌性を確保するのである。

【0034】その後の冷却は、放冷または加速冷却のいずれでもよいが、高強度化を図る場合は加速冷却が望ましい。加速冷却を行う場合は、800 °Cから500 °Cまで0.1~20°C/sの冷却速度で行うことが好ましい。

【0035】また、Cu、VおよびNb等による析出強化を活用するために、熱間圧延後に、400~800 °Cの温度域において、等温保持または1°C/s以下での冷却を少なくとも30sは行う、析出処理を施すことによって、高強度化がはかられるとともに組織の均一化がはかられ、厚み方向の材質ばらつきは、さらに軽減される。この析出処理は、熱間圧延後の冷却過程の400~800 °Cの温度域において、あるいは該冷却後に400~800 °Cの温度域に再加熱して、行うことができる。

【0036】ここで、析出温度が400 °C未満では析出および組織の均一化がともに不十分になり、一方800 °Cをこえると、析出成分の微細析出が発生し難いため、400~800 °Cの温度域に限定した。また、等温保持または1°C/s以下の冷却を行う時間を30s以上としたのは、これ未満では十分な析出強化が図れないためである。同様の理由により、冷却速度は等温の場合の0°C/sを含めて1°C/s以下とする必要がある。

【0037】

【実施例】表1に示す種々の成分組成に調整した鋼スラブを用いて、表2に示す条件に従って、フランジ厚が60~80mmの極厚H形鋼を製造した。

【0038】かくして得られた各H形鋼について、フランジ先端からフランジ長さの1/4の部位の全厚の1/4深さ部分から圧延方向に採取した、JIS 4号引張試験片およびJIS 4号衝撃試験片によって、機械的性質を調査した。また、HAZの韌性を評価するため、H形鋼を1400°Cに加熱後800 °Cから500 °Cまで300sで冷却する熱サイクル(500 kJ/cmの入熱量で溶接したときのHAZの熱履歴に相当)を施してから、シャルピー試験片を採取し、0°Cでのシャルピー吸収エネルギーを測定し、最高硬さ試験は、室温で溶接してから、JIS Z3101に準拠して測定した。さらに、厚み方向の強度のばらつきを評価するため、フランジ先端からフランジ長さの1/4の部位の断面の硬さを表面より2mmピッチにて測定してフランジ厚み方向の硬さ分布を調査した。

【0039】これらの各調査結果を、表2に示すように、この発明に従って得られたH形鋼は、400 Pa以上の引張強さを有しつつ韌性も良好であり、また組織が均一になるため、厚み方向の硬さのばらつきが極めて小さいことがわかる。また、比較例に対して、発明例はHAZ韌性にも優れていることがわかる。

【0040】

【表1】

鋼	化 学 成 分 (wt%)																	備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	B	Cu	V	Nb	Ni	Cr	Mo	Ti	REM	Ca	N	
A	0.031	0.31	1.96	0.008	0.002	0.015	0.0011	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.0026	適合例
B	0.022	0.15	2.33	0.007	0.003	0.022	0.0014	—	—	—	—	—	—	0.008	—	—	0.0033	
C	0.024	0.25	1.98	0.008	0.002	0.011	0.0009	1.33	—	—	0.62	—	—	—	—	—	0.0028	
D	0.009	0.08	1.75	0.009	0.001	0.016	0.0012	—	—	0.031	—	0.15	—	0.007	0.0052	—	0.0038	
E	0.008	0.25	1.77	0.008	0.002	0.026	0.0011	—	0.082	0.018	—	—	0.06	—	—	0.0022	0.0072	
F	0.016	0.26	1.86	0.009	0.002	0.031	0.0010	1.13	—	—	0.44	—	—	0.009	0.0048	—	0.0033	
G	0.030	0.21	1.28	0.008	0.002	0.031	0.0005	0.99	0.043	0.013	0.51	0.15	0.28	0.013	—	—	0.0026	
H	0.020	0.16	1.43	0.010	0.003	0.028	0.0009	1.16	0.051	0.024	0.60	—	0.20	0.021	0.0040	—	0.0062	
I	0.14	0.38	1.38	0.011	0.003	0.028	—	0.15	—	0.015	0.12	—	—	0.012	—	0.0031	0.0032	比較例
J	0.06	0.25	1.25	0.009	0.004	0.023	—	—	0.040	—	0.2	—	—	—	—	—	0.0033	
K	0.0005	0.22	1.22	0.012	0.002	0.015	0.0008	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.0066	
L	0.032	0.78	1.82	0.013	0.003	0.021	0.0021	—	—	0.012	—	—	—	0.033	—	—	0.0042	
M	0.026	0.32	0.23	0.008	0.003	0.018	0.0016	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.0029	

【0041】

【表2】

鋼	加熱温度(℃)	累積圧下率(%)	冷却条件	冷却速度(℃/s)	冷却停止温度(℃)	析出處理方法		板厚(mm)	硬さ変化(ΔHV)	YS(MPa)	TS(MPa)	VTS(℃)	HZ-VE(J)
						条件	件						
発明例1 A	1250	39	加速冷却	0.23	720	—	—	80	13	380	452	-25	320
発明例2 B	1240	40	加速冷却	0.28	700	—	—	80	15	397	472	-25	315
発明例3 C	1240	41	空冷	—	—	—	—	70	9	371	460	-30	305
発明例4 D	1150	46	空冷	—	—	—	—	70	10	373	458	-40	320
発明例5 E	1210	58	加速冷却	0.34	650	压延冷却中に580℃到達後 余冷析出処理 [0.10℃/sで冷却 時間180s]	60	6	448	573	-20	308	
発明例6 F	1150	40	空冷	—	—	—	—	80	13	472	560	-20	308
発明例7 G	1150	40	加速冷却	0.25	620	再加熱保持 550℃-3000s	80	14	501	595	-15	302	
発明例8 H	1150	41	加速冷却	0.21	600	再加熱冷却 610℃到達後 [0.10℃/sで冷却 時間2100s]	80	16	492	588	-15	310	
発明例9 I	1150	38	加速冷却	0.31	590	再加熱保持 670℃-3000s	80	13	401	511	-30	305	
発明例10 J	1150	39	加速冷却	0.27	700	—	—	80	12	412	518	-35	286
発明例11 K	1170	38	加速冷却	0.22	620	压延後冷却途上で保持 530℃-1800s	80	8	477	612	-15	286	
発明例12 L	1150	41	空冷	—	—	—	—	80	14	424	546	-25	310
発明例13 M	1150	46	空冷	—	—	再加熱保持 450℃-3600s	80	8	501	628	-15	276	
発明例14 N	1120	56	空冷	—	—	再加熱保持 430℃-3000s	65	11	486	597	-25	281	
発明例15 O	1170	46	加速冷却	0.2	650	再加熱保持 490℃-3000s	80	10	51.3	642	-20	343	
比較例1 P	1350	12	加速冷却	0.13	820	再加熱保持 520℃-3600s	70	11	401	477	5	318	
比較例2 Q	1150	39	加速冷却	0.24	680	—	—	80	65	385	532	-20	82
比較例3 R	1150	39	加速冷却	0.29	680	—	—	80	58	332	462	-30	233
比較例4 S	1150	39	加速冷却	0.26	680	—	—	80	46	312	422	-30	290
比較例5 T	1150	39	加速冷却	0.31	650	—	—	80	12	381	512	-15	20
比較例6 U	1150	39	加速冷却	0.26	650	—	—	80	18	275	352	-35	298

【0042】次に、溶接割れ感受性を評価するために、JIS Z3158に規定された、斜めY型溶接割れ試験を実施した。すなわち、発明例1～15および比較例2について、フランジから50mm厚×200mm長×150mm幅の試験片を採取し、高張力鋼用被覆アーク溶接棒を用いて、溶接予熱温度を-25℃で170A、24Vおよび150mm/minの条件に従って試験を行ったところ、比較例2では割れが発生したが、発明例1～15には割れは認められなかった。

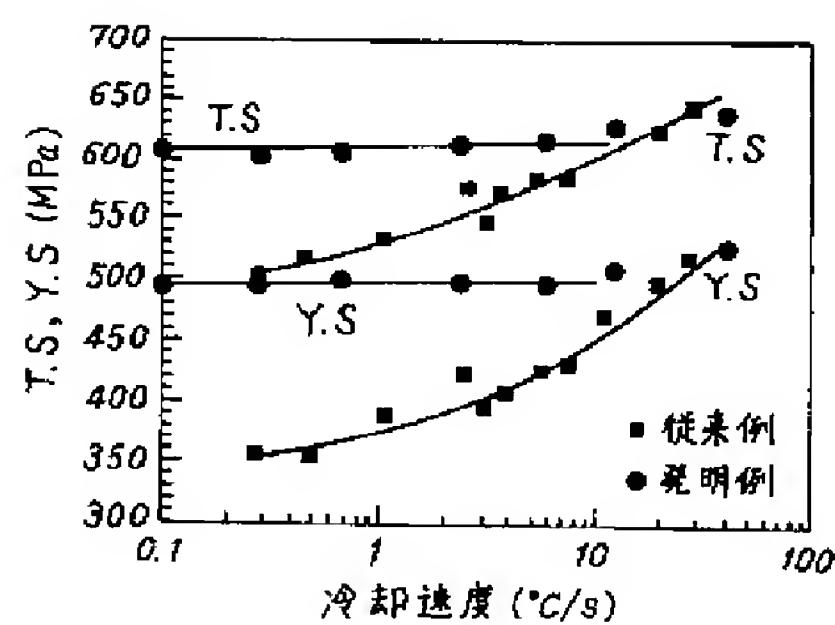
【0043】

【発明の効果】この発明によって得られるH形鋼は、工業的規模での生産における冷却工程で用いられる、いずれの冷却速度によっても、材質がばらつくことはない。従って、今後需要増が予想される、フランジ厚み方向の材質ばらつきが極めて少なくかつ溶接性に優れる高強度高韌性のH形鋼を、工業的に安定して供給できる。

【図面の簡単な説明】

【図1】厚鋼材における冷却速度と強度との関係を示す図である。

【図1】



フロントページの続き

(72)発明者 林 透
岡山県倉敷市水島川崎通1丁目(番地なし)
川崎製鉄株式会社水島製鉄所内
(72)発明者 大井 健次
岡山県倉敷市水島川崎通1丁目(番地なし)
川崎製鉄株式会社水島製鉄所内

(72)発明者 川端 文丸
岡山県倉敷市水島川崎通1丁目(番地なし)
川崎製鉄株式会社水島製鉄所内
(72)発明者 天野 虔一
岡山県倉敷市水島川崎通1丁目(番地なし)
川崎製鉄株式会社水島製鉄所内